

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫成果報告

次微米顆粒型鋁基複合材料之熔煉鑄造 暨機械性質之研究

計畫類別： 個別型計畫 整合型計畫

計畫編號：NSC89 - 2216 - E - 032 - 013 -

執行期間： 89 年 8 月 1 日至 90 年 7 月 31 日

計畫主持人：林清彬

本成果報告包括以下應繳交之附件：

赴國外出差或研習心得報告一份

赴大陸地區出差或研習心得報告一份

出席國際學術會議心得報告及發表之論文各一份

國際合作研究計畫國外研究報告書一份

執行單位：淡江大學機械工程系

中 華 民 國 九 十 年 八 月 十 五 日

次微米顆粒型鋁基複合材料之熔煉鑄造 暨機械性質之研究

Manufacturing and Mechanical Property of Submicro Particulate Reinforced Aluminum Alloy

計畫編號：NSC 89-2216-E-032-013

執行期限：89 年 8 月 1 日至 90 年 7 月 31 日

主持人：林清彬 cblin@mail.tku.edu.tw 淡江大學機械工程系

一、 中文摘要

利用複合鑄造方法將 $0.05\mu\text{m}$ 氧化鋁顆粒加入 6061 鋁合金，再利用旋轉摩擦方法，將聚集之氧化鋁顆粒藉由摩擦過程所產生之黏附機構、嵌入機構及塑性流分散於磨屑中，最後將磨屑與鋁合金熔湯均勻混合後給予澆注成形，利用此製程可使氧化鋁顆粒均勻分散在鋁合金基地。另外，探討不同顆粒含量（ $0\text{wt}\%\sim 1.2\text{wt}\%$ ），不同的時效溫度（ $140\sim 200$ ）及不同顆粒大小（ $0.05\mu\text{m}$ 及 $13\mu\text{m}$ ）對時效硬化之影響，結果發現尖峰時效時間隨作用溫度、顆粒尺寸細微化及顆粒含量增加而減少。 $0.3\text{wt}\%$ Al_2O_3 顆粒含量複合材料之抗拉強度較鋁合金母材增加 22%。

關鍵詞：次微米顆粒型複合材料、旋轉摩擦、尖峰時效、抗拉強度

Abstract

The present research use the compocasting method to introduce the $0.05\mu\text{m}$ Al_2O_3 particulate into 6061-aluminum alloy. Then using the spin friction to disperse the clustering Al_2O_3 particulate by seizing, inserting and the plastic flow into the friction bits. At last, mixed the friction bits with melted aluminum alloy and cast. 6061-aluminum alloy/ $0.05\mu\text{m}$ Al_2O_3 particulate composites with uniform particulate distribution can be manufactured by these three steps. Discussion the influence of aging behavior resulted from different particulate contained（ $0\text{wt}\%\sim 1.2\text{wt}\%$ ），aging temperature（ $140\sim 200$ ）and

particle size（ $0.05\mu\text{m}$ and $13\mu\text{m}$ ）. The result shows the peak-aging time of the composites decrease with increasing aging temperature, particle content and particle size minizing. And the peak-aging hardness also decreases with increasing aging temperature. Comparing with the 6061 aluminum alloy, promotes 22% ultimate tensile strength for 6061/ $0.3\text{wt}\%$ Al_2O_3 composite.

Keywords: submicro, particulate aluminum matrix composite, spin-friction, peak aging, ultimate tensile strength.

二、 前言

根據 Brown 等人[1]顆粒型複合材料降低強化相顆粒尺寸，其降伏強度與極限拉伸強度可獲得提升。但強化相顆粒尺寸減小時，強化相顆粒需在基材內有良好的分散性，才能提升破裂韌性及強度。否則易因添加方式及凡得瓦力作用而發生顆粒聚集的現象，進而導致機械性質的劣化[2]。

顆粒型鋁基複合材料具加速時效[3]。加速時效係由於結晶成核時間減短及析出物成長速率加快所致[4]。並伴隨時效硬度的提升[5]。根據 Salvo 等人 [6]金屬基複合材料之機械性質與合金之時效硬化行為有關。根據 Mcleod[7] $\text{Al}-1\text{wt}\%\text{Mg}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 複合材料在固溶處理發生 Mg 損耗的現象時，會在基材與強化相界面處形成 MgAl_2O_4 ，而基材中 Mg 含量的降低會影響其時效硬化行為。

本研究目標係將 $13\mu\text{m}$ 及 $0.05\mu\text{m}$ 之氧化鋁顆粒均勻加入 6061 鋁合金中。並探

討顆粒尺寸、含量及時效溫度對時效行為及拉伸性質之影響。

三、實驗設備與方法

複合材料製備

使用 6061 鋁合金 (99.7%) 為母材，不規則形狀 α 相之氧化鋁顆粒，其平均粒度約 $13\mu\text{m}$ 及 $0.05\mu\text{m}$ 為強化相。利用複合鑄造方法[8]製作 6061Al/1.8wt%， $0.05\mu\text{m}$ 氧化鋁顆粒複合材料及 6061Al/10wt%， $13\mu\text{m}$ $\text{Al}_2\text{O}_{3(p)}$ composite。

根據文獻[9]顆粒型鋁基複合材料在摩擦接合過程，近摩擦壓接熱影響區會有塑性流場產生，且導致強化相顆粒的分佈及排列改變，此原因係由於在摩擦壓接過程中，因摩擦產生之高熱及剪應力促使材料產生塑性流。藉由塑性流，將原本團聚於基地之強化相顆粒給予分開，且使強化相顆粒在重新排列分佈的過程中，沿塑性流場流到摩擦壓接熱影響區，進而促使氧化鋁顆粒分佈更加均勻。本研究乃利用此原理提出改善次微米強化相顆粒在基地分佈不均勻的情形。製程首先將 6061 Al/1.8wt%， $0.05\mu\text{m}$ $\text{Al}_2\text{O}_{3(p)}$ 之複合材料棒材，經表面車製加工後，置於旋轉摩擦機，以 1130rpm 轉速、3mm/s 夾頭前進速率及 17 kg/cm^2 之摩擦壓力將複合棒材作相對摩擦以形成磨屑。整個旋轉摩擦過程中係在真空下完成。而後將磨屑置於丙酮系統中，利用超音波震盪將磨屑表面清洗乾淨。將乾淨磨屑加入 730 鋁熔湯中給予攪拌均勻，將熔湯澆注於 400°C 預熱的拉伸試棒模具內，分別鑄造成含 0.3、0.6、0.9 及 1.2wt%， $0.05\mu\text{m}$ 氧化鋁顆粒之鋁基複合材料拉伸試棒（標距長 36mm，直徑 6.25mm）。最後 6061 基材及複合材料給予 T6 熱處理。

顯微結構觀察、拉伸及硬度測試

利用 LEO-1530 掃描式電子顯微鏡觀察顆粒在基地之分佈。使用萬能拉伸試驗機，於室溫 27°C 及夾頭拉伸速率 5mm/min 下進行拉伸試驗求得拉伸性質。使用掃描式電子顯微鏡觀察拉伸破斷面型態，觀察前拉伸破斷面給予鍍金 1.5 分鐘。使用 MATSUZAWA MRK-M300 洛氏硬度試驗

機，B-scale 進行硬度測試，測得其硬度值。並繪製時效硬化曲線，以分析不同強化相顆粒含量及顆粒大小對時效硬化之影響。

四、結果與討論

強化相顆粒在基地之分佈

利用複合鑄造方法，可將 $13\mu\text{m}$ Al_2O_3 均勻分散在鋁合金基地，但經複合鑄造後之 1.8wt%， $0.05\mu\text{m}$ 氧化鋁顆粒團聚於複合材料中見圖 1(a)，圖中大部分 $0.05\mu\text{m}$ Al_2O_3 顆粒係團聚在鋁合金基地，氧化鋁顆粒在基地內之分佈可分為三種型態，如圖 2 所示：1. 氧化鋁顆粒呈現均勻分散型態 (A)；2. 氧化鋁顆粒有聚集現象產生，但是顆粒與顆粒之間有鋁合金的潤濕 (B)；3. 氧化鋁顆粒明顯的聚集，團聚顆粒間無鋁合金的潤濕 (C)。

6061/1.8wt% 複合材料在旋轉摩擦中，磨屑係在旋轉摩擦之離心力作用下旋離工件。圖 1(a) 中，A 型顆粒分佈型態原本即為均勻分佈，因此旋轉摩擦過程中，顆粒僅沿其塑性流運動，對於顆粒之分散性並無影響；B 型顆粒分佈型態，在旋轉摩擦過程中，產生之摩擦熱使鋁合金基地軟化，聚集的顆粒隨流場作用重新排列分佈，最後在流場之剪切力與鍛壓的推擠作用，強制分散於熱影響區域中，其分散過程之機構如圖 3 所示。

C 型顆粒分佈型態在旋轉摩擦過程中，團聚的氧化鋁顆粒對磨會產生較高的熱能，導致週遭的鋁合金迅速軟化，在對磨面的剪切力作用下，局部軟化的鋁合金與氧化鋁顆粒聚集區內靠近對磨面的部分，會產生層狀剝離，而在剝離初始階段，軟化的鋁合金會將剛剝離的氧化鋁顆粒產生黏附 (seizing) 之捕捉，在持續的鍛壓作用下，被捕捉至鋁合金基地中的氧化鋁顆粒被嵌入 (insert) 基地內部，其黏附與嵌入之機構如圖 4 所示。

圖 1(b) 係將強化相顆粒分佈均勻之磨屑添加於鋁合金熔湯中進行重熔而得之 6061 /1.2wt%， $0.05\mu\text{m}$ 氧化鋁顆粒複合材料。與圖 1(a) 相比較，發現次微米強化相顆粒均勻分佈在鋁合金基地中。

時效硬化特性

圖 5 為 6061 鋁合金複合材料在 200 之時效硬化曲線。實驗結果知尖峰時效時間隨時效處理溫度的增加而減少，有明顯加速時效 (Acceleration Aging)。其原因係由於強化相顆粒與鋁合金基地間存在有熱膨脹係數的差異，在界面處產生高密度差排提供足夠能量使析出物的擴散路徑因而增多，在獲得足夠驅動力 (Driving Force) 的情況下，析出相的成長與擴散會由於溫度的提昇而增快。

6061 鋁合金在 160 人工時效處理時，可以得到最大的硬度值。而添加入次微米強化相顆粒之後，複合材料的尖峰時效硬度值均隨著溫度提昇而下降，但均較鋁合金大，這是由於在溫度提昇的狀態下，析出物的成長與擴散均可獲得充足的能量做為其驅動力，進而使得鋁合金基地的析出物過度成長，造成析出物數目減少，因而降低阻止差排運動的能力。

圖 6 為 6061 鋁合金、6061 /0.3、0.6、0.9 及 1.2wt%，氧化鋁顆粒強化型鋁基複合材料之時效硬化曲線。由圖中發現，尖峰時效之硬度值隨著氧化鋁顆粒含量的增加而增加。

$T=160^\circ\text{C}$ ，6061Al/13 μm $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 複合材料之時效硬度及尖峰時效均較 6061Al 高及短，但較 6061Al/1.2wt%，0.05 μm $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ 複合材料低且長，其原因係由於顆粒尺寸增加，不管是差排密度或晶粒細化均較次微米複合材料降低。

拉伸性質

不同 Al_2O_3 顆粒含量對拉伸性質之影響，見圖 7。由圖中知 0.3wt% Al_2O_3 顆粒含量之 UTS，0.2% σ_y 及 σ_f 為最大值，且拉伸抗拉強度較母材增加 22%。其它拉伸性質隨 Al_2O_3 顆粒含量增加而下降。其原因係由於 0.05 μm Al_2O_3 顆粒及時效後之析出物可有效地阻擋差排運動而提升其強度，但當 0.05 μm Al_2O_3 顆粒過多時，若有些顆粒與基地之界面鍵結不好時，則這些地方易成為裂縫孕核之起始點。若此，反而增加裂縫成核及成長之機會，所以降低了其

拉伸性質。

6061 鋁合金及 1.2wt% Al_2O_3 顆粒含量之拉伸破斷面型態，見圖 8。圖 8(a) 可以發現 6061 鋁合金之拉伸破斷面型態具有漩渦 (dimple) 之破壞型態。而圖 8(b)，1.2wt% Al_2O_3 顆粒之拉伸破斷面則呈現較平整之破斷，屬於部分韌性及部分脆性破斷。值得一提的是，由圖 8(c) 可以看出該複合材料基地有很多微小裂紋存在。

五、結論

本研究藉由旋轉摩擦之剪切力將團聚之 0.05 μm Al_2O_3 顆粒給予剝離，在塑性流場作用下分散於磨屑中，將磨屑與鋁合金熔湯均勻混合及澆注，可將 0.05 μm 氧化鋁顆粒均勻分散於 6061 鋁合金中。

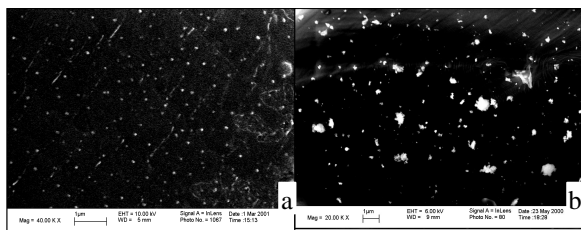
另外，探討不同氧化鋁顆粒含量，不同的時效溫度及不同顆粒尺寸對時效硬化之影響，其結論如下：

1. 尖峰時效時間隨時效處理溫度及強化相顆粒含量增加而減少。
2. 尖峰時效時間及尖峰時效硬度隨顆粒尺寸減小而縮短及增加。
3. 次微米顆粒可有效提升其拉伸性質，其中 0.3wt% 複合材料較母材之抗拉強度提升 22%。

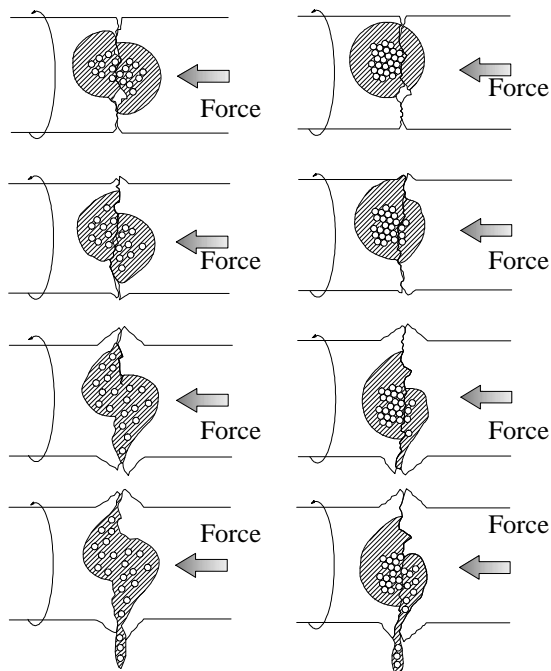
六、參考文獻

1. C. W. Brown and W. S. Miller, Materials and Processing – Move Into the 90's, edited by S. Benson, T. Cook, E. Trevin and M. Turner. Elsevier Publishers, (1989).
2. D. M. Stefanescu, D. Shanguan and P. Brincken, Mater. Sci. Forum, (1991), pp.17-25.
3. J. P. Cottu, J. J. Couderc, B. Viguier, and L. Bernard, J. Mater. Sci., Vol.27, (1992) pp. 3068-3074.
4. S. Suresh, T. Christman, and Y. Sugimura, Scripta Metall., Vol.23, (1989) pp. 1599-1602.
5. H. L. Lee, W. H. Lu, and S. L. I. Chan, Scripta Metall. Mater., Vol. 25, (1991) pp.2165-2170.
6. L. Salvo, M. Suery, D. Towle, and C. M. Friend, Composites Part A, Vol.27A, (1996) pp.1201-1210.

7. A. D. Mcleod, in "Proc. Int. Conf. On Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites", (Eds J. Masounave and F. G. Hamel), ASM International, Metals Park, OH, (1990) pp.17-21.
8. Jean-Maw Chiou and D.D.L. Chung, J. Mater. Sci.,28,(1993),pp.1471-1487
9. C. B. Lin, C. K. Mu, W. W. Wu and C. H. Hung, "Effect of Joint Design and Volume Fraction on Friction Welding Properties of A360/SiC_(p) Composites", Welding Research Supplement, March, (1999) pp.100-108.

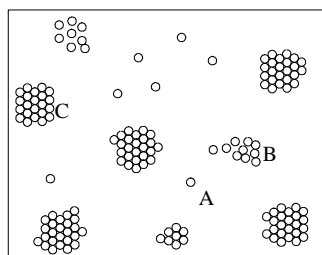


圖一

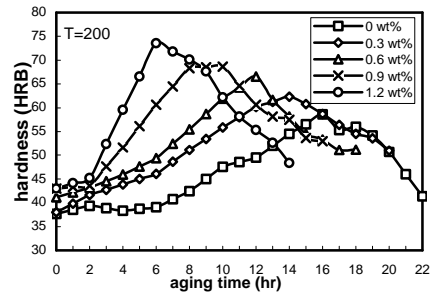


圖三

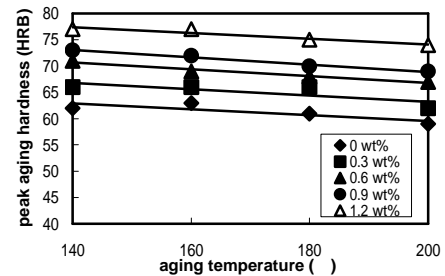
圖四



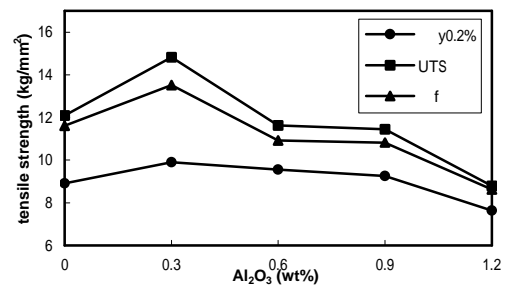
圖二



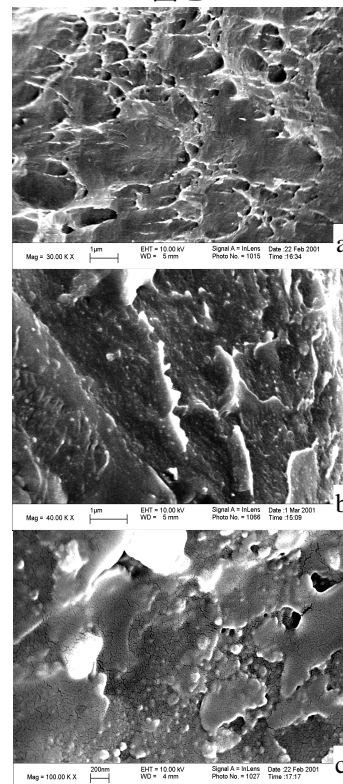
圖五



圖六



圖七



圖八